

# HIGH STRENGTH BOLT EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE

Publication number: JP2000337332

Publication date: 2000-12-05

Inventor: NAMIMURA YUICHI; IBARAKI NOBUHIKO; MAKII KOICHI; KAGUCHI HIROSHI

Applicant: KOBE STEEL LTD; HONDA MOTOR CO LTD; SAGA TEKKOHSHO CO LTD

Classification:

- international: **F16B35/00; B21J5/00; B21K1/46; C22C38/00;  
C22C38/54; F16B35/00; B21J5/00; B21K1/00;  
C22C38/00; C22C38/54; (IPC1-7): F16B35/00;  
B21J5/00; B21K1/46; C22C38/00; C22C38/54**

- european:

Application number: JP20000107023 20000101

Priority number(s): JP20000107023 20000101

[Report a data error here](#)

## Abstract of JP2000337332

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high strength bolt excellent in delayed fracture resistance which has a tensile strength of over 1200 N/mm<sup>2</sup>. **SOLUTION:** This bolt which is composed of a steel including C: 0.5-1.0% restrains the structure generation of one kind or more than one kind of pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bentonite and martensite to make the area of pearlite structure to be 80% or above. Then, the high strength wire material which is made to have a tensile strength of over 1200 N/mm<sup>2</sup> and excellent delayed fracture resistance by strong extension work is used. The material is cut to a fixed length and both end parts are threaded by thread rolling or cutting. Otherwise, a bolt head is formed on one end part by warm forging, and the other end is threaded by thread rolling or cutting before or after the warm forging.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

種々の要因が複雑にからみあっていると言われており、一概に上記原因を特定することは困難である。上記の様な遅れ破壊性を左右する制御因子としては、焼戻し温度、組織、材料吸水率、結合強度、各種合金元素等の関係が一応認められているものの、遅れ破壊を防止する為の有効な手段が確立されている程ではなく、現行鉄鋼的に種々の方法が提案されているに過ぎないのが実状であら。

【請求項1】 C : 0.5~1.0% (質量%)の意味、以下同じ)を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制してペーライト組織の面積率が8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する様にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、両端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【請求項2】 Si : 2.0%以下 (0%を含まない)、Cr : 0.5%以下 (0%を含まない) およびC : 0.5%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する高強度鋼材を使用したもののうち請求項1に記載の高強度ボルト。

【請求項3】 C : 0.5~1.0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する部にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断後、温間鍛造によって一方端部にボルト頭部を形成し、組合鍛造の前または後に他方端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【請求項4】 Si : 2.0%以下 (0%を含まない)、Cr : 0.5%以下 (0%を含まない) およびC : 0.5%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する高強度鋼材を使用したもののうち請求項3に記載の高強度ボルト。

【発明の詳細な説明】

【解決手段】 C : 0.5~1.0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、両端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものである。

【発明の発明者】 本発明はこの様な事実に着目してなされたものであって、その目的は、引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら遅れ破壊性に優れたものである。しかしながらこれらの中によつて、遅れ破壊発生の危険が完全に解消されたと言う點ではなく、それらの適用範囲はごく限られた範囲に止まつている。

【発明が解決しようとする課題】 本発明はこの様な事情に着目してなされたものであつて、その目的は、引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら遅れ破壊性に優れたものである。しかしながらこれらの中によつて、遅れ破壊発生の危険が完全に解消されたと言う點ではなく、それらの適用範囲はごく限られた範囲に止まつている。

【問題を解決するための手段】 上記目的を達成し得た高強度ボルトとは、C : 0.5~1.0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、両端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものである。

【00001】 100071 本発明の上記目的は、C : 0.5~1.0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種の組合鍛造の前または後に他方端部をねじ軸道または切削によりねじ加工してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、両端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものである。

【00002】 100081 また本発明の高強度ボルトは、必要に応じて一方端部にボルト頭部を形成後、温間鍛造によって一方端部をねじ軸道または切削によりねじ加工してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものである。しかしながら、自動車用や各種産業機械用として使用される一般の高強度ボルトでは、引張強度が約1200N/mm<sup>2</sup>を超える領域になると、遅れ破壊が発生する危険があり、使用上の制約がある。

【00003】 100031 遅れ破壊は、非腐食性環境下で起るるものであるが、その発生原因是と腐食性環境下で起るものがあるが、その発生原因是以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、(1)両端部をネジ軸道または切削によりねじ加工したものであるか、または(2)温間鍛造によりその一部にボルト頭部を形成し、温間鍛造前または後に他方端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものである。

【00004】 10004 1耐遅れ破壊性を改善する為に、例えば特開昭60-114551号、特開平2-267243号および特開平3-243745号等の技術が提案されています。これらの技術は、各種の主要な合金元素を調整することによって、引張強さが1400MPa以上でも耐遅れ破壊性が優れた高強度ボルトを用意の開発を目指してなされたものである。しかしながらこれらの中によつて、遅れ破壊発生の危険が完全に解消されたと言う點ではなく、それらの適用範囲はごく限られた範囲に止まつています。

-2-

(19)日本鋼管㈱ (JP)	(12)公開特許公報 (A)	(11)特許出願公開番号 特開2000-337332 (P2000-337332A)	(10)特許出願公開番号 特開2000-1070234 (P2000-107023)
(51)Int.Cl. F 16 B 35/00 B 21 J 5/00 B 21 K 1/46 C 22 C 38/00	識別記号 F 1 F 16 B 35/00 B 21 J 5/00 B 21 K 1/46 C 22 C 38/54	特開2000-1070234 (P2000-107023) (71)出願人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区塩浜町1丁目3番18号 (74)代理人 000005326 本田技研工業株式会社	(71)出願人 000001199 株式会社佐賀鉄工所 佐賀県佐賀市神園一丁目5番30号 (74)代理人 100087828 弁理士 小谷 悅司 (外1名)
(62)分類の表示 平成10年4月30日 (1998.4.30)		(71)出願人 382027254 株式会社佐賀鉄工所 佐賀県佐賀市神園一丁目5番30号 (74)代理人 100087828 弁理士 小谷 悅司 (外1名)	
(22)出願日 平成10年4月30日 (1998.4.30)			
			最終頁に続く

#### (54)【発明の名稱】 耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト

【要旨】 引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供する。  
【解決手段】 C : 0.5~1.0%を含む鋼からなり、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織の生成を抑制してペーライト組織の面積率を8.0%以上としたものであり、且つ強伸縮加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の强度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼にした高強度鋼材を使用し、これを所定の長さに切断した後、(1)両端部をネジ軸道または切削によりねじ加工したものであるか、または(2)温間鍛造によりその一部にボルト頭部を形成し、温間鍛造前または後に他方端部をねじ軸道または切削によりねじ加工したものである。

【従来の技術】 一般の高強度ボルト用鋼としては、中炭素鋼 (SCM4.35、SCM4.40、SCR4.40等) が使用されており、焼入れ・焼戻しによって必要な強度を確保する様にしている。しかしながら、自動車用や各種産業機械用として使用される一般の高強度ボルトでは、引張強度が約1200N/mm<sup>2</sup>を超える領域になると、遅れ破壊が発生する危険があり、使用上の制約がある。

3  
4  
(3) 伸縮加工によつて一部のバー・ライト中のセメントタイトが微

細に分散され、水素トラップ能力を向上させると共に、伸縮方向に沿つて組織並びにによって亜鉛の進展の抵抗率になる（電気伝導性は伸縮方向に垂直である）。

【0014】本発明の高強度ボルトは、Cを0.5～1.0%含む場合で中炭素鋼を想定したものであるが、C含有量の範囲限界理由は、下記通りである。

$$[0015] C : 0.5 \sim 1.0\%$$

Cは鋼の強度確保の為に必要且つ経済的な元素であり、C含有量を増加させるにつれて強度が増加する。目標強度を確保する為には、Cは0.5%以上含有させる必要がある。しかしながら、C含有量が1.0%を超えると、初折セメントタイトの析出量が増加し、延性の低下が跟着に現れ、伸縮加工性を劣化させる。C含有量の好ましい下限は、0.65%であり、より好ましくは0.7%である。またC含有量の好ましい上限は、0.9%であり、より好ましくは0.85%とするのが良い。

【0016】本発明の高強度ボルトには、通常添加される各種元素（Si, Co, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, Ti, Nb, V, W, Al, B等）を含有しても良いことは勿論であるが、特に所定量のSi, Cr, CoおよびCの1種以上を含有させることは、初折セメントタイトの析出を抑制するのに有効である。必要によつて添加される各元素の限界理由は下記の通りである。

$$[0017] Si : 2.0\% \text{以下} (0\% \text{を含まない})$$

Siは鋼の進入性を向上させて初折セメントタイトの析出を抑える効果を発揮する。また脱酸剤としての作用が期待され、しかもフェライトに固溶して顯著な固溶強化作用も発揮する。これらの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、Si含有量が過剰になると伸縮後の鋼線の延性を低下させるので、2.0%を上限とすることとする。尚Si含有量の好ましい上限は、1.0%であり、より好ましくは0.5%である。

【0018】Cr : 0.5%以下 (0%を含まない)  
CrはSiと同様に初折セメントタイトの析出を抑制する効果があり、初折セメントタイトの低減を図る本発明では2種以上の組織生成をできるだけ抑制して（即ち、2.0%未満にして）、バー・ライト組織の面積率を80%以上とする必要がある。即ち、初折フェライト、初折セメントタイト、ペイナイトおよびマルテンサイト等の面積率を80%以上した高強度鋼材を使用することにより、本発明の目的が達成されるのである。尚素線材のバー・ライト組織の面積率は、好ましくは9.0%以上とするのが良い。

【0019】Co : 0.5%以下 (0%を含まない)  
CoはSiやCrと共に初折セメントタイトの析出を抑制する効果があり、初折セメントタイトの低減を図る本発明の高強度ボルトにおける添加成分としては特に有効である。こうした効果は、含有量が増加すればほど増加するが、0.5%を超えて含有させてもその効果は飽和してしましくは0.1%以下にするのが良い。

【0020】V, Nb, VおよびNbよりなりける物質から選ばれる1種以上合計で0.1～0.5%これらは元素は、微細な炭・窒化物を形成して耐錆性の提高性の向上に寄与する。またこれらの炭化物および窒化物は、精錬炉の融解時に有効である。こうした効果を発揮させるには合計で0.1～0.5%以上含有させる必要があるが、過剰に含有せば逆に好ましくは0.1%以下に低減するので、より好ましくは0.05%以下にするのが良い。

$$[0021] Mo, Ti, Nb, VおよびNbよりなりける物質から選ばれる1種以上合計で0.05\%以下 (0%を含む)$$

MoはMn Sを形成し、応力が負荷されたときにMn SはMn集中部所となる。従つて、耐錆性の改善にはS境界層を形成するだけ頗少させることが必要となり、より好ましくは0.3%以下とするが良い。尚S含有量は、0.05%以下にするのが良い。

$$[0022] Ni : 1.0\% \text{以下} (0\% \text{を含まない})$$

Niは鋼線の強度上昇にはあまり寄与しないが、伸縮材料を高める効果を有する。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、変態終了温度が長くなり過ぎて、設備の大型化、生産性の劣化を來すため、1.0%を上限とする。尚Ni含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またNi含有量の好ましい上限は0.5%であり、より好ましくは0.3%とするのが良い。

$$[0023] Mo, Ti, Nb, VおよびNbよりなりける物質から選ばれる1種以上合計で0.05\%以下 (0%を含む)$$

これらの元素は、微細な炭・窒化物を形成して耐錆性の提高性の向上に寄与する。またこれらの炭化物および窒化物は、精錬炉の融解時に有効である。こうした効果を発揮させるには合計で0.1～0.5%以上含有させる必要があるが、過剰に含有せば逆に好ましくは0.1%以下に低減するので、より好ましくは0.05%以下にするのが良い。

$$[0024] Al : 0.1\% \sim 0.5\%$$

Alは鋼中のNを捕捉してAINを形成し、結晶粒を微細化することによって耐錆性の向上に寄与する。また好ましくは0.1%以上含有させる必要があるので、0.05%を超えると窒化物系介在物が生成し、伸縮性が低下するので、0.05%以下にする必要がある。尚Al含有量の好ましい下限は0.2%が困難にたるので、強伸縮加工が必要となる。また強伸

尚C含有量の好ましい範囲は0.05～0.3%である。

0.2%とするのが良い。

【0020】Mn : 0.2～1.0% Mnは脱酸剤としての効果と、鋼線の焼入性を向上させることで鋼線の均一性を高める効果を發揮する。これにて鋼線を差し替える為には、0.2%以上含有させる必要がある。しかしながら、Mn含有量が過剰になると刃物の刃を差し替える為には、0.1%であり、好ましい上限は0.05%である。

【0021】Ni AND Ti等の窒化物を形成することによつて、精錬の微細化においては前述の効果の向上に好影響を及ぼす。しかしながら、過剰に含有すると窒化物が蓄えられる。しかしながら、固溶度が過剰と見て過剰に影響を及ぼすだけでなく、固溶度が過剰の中の時効を促進することがあるので、0.1%以下にする必要がある。尚Ni含有量の好ましい上限は0.05%である。

【0022】Cu : 0.5%以下 (0%を含まない)  
Cuは出発原料によって鋼線の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、粒界脆化を起して耐錆性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.4%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.7%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。【0023】Cu : 0.5%以下 (0%を含まない)  
Cuは出発原料によって鋼線の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、粒界脆化を起して耐錆性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.4%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.7%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。【0024】Cu : 0.5%以下 (0%を含まない)  
Cuは出発原料によって鋼線の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、粒界脆化を起して耐錆性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.4%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.7%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。

【0025】B : 0.005～0.03% Bは鋼の燒入性向上の為に添加されるが、その効果を発揮するためには、0.005%以上含有する必要がある。しかししながら、0.03%を超過して過剰に含有すると刃物の刃を差し替える為には、0.1%であり、好ましい上限は0.05%である。

【0026】N : 0.15%以下 (0%を含まない)  
NiはIN等の窒化物を形成することによつて、精錬強度を向上させることが判明した。

【0027】本発明の高強度ボルトにおいては、上記成形した鋼線からなるものであるが、この他にも微量元素を含み得るもので、こうした成形をより好ましくは0.07%であり、より好ましくは0.05%以下にする必要がある。尚Ni含有量の好ましい上限は0.07%であり、より好ましくは0.05%以下にするのが良い。

【0028】P : 0.3%以下 (0%を含む)  
Pは粒界脆化を起こして、耐錆性を劣化させる元素である。そこでP含有量を0.3%以下とすることを望むものも本発明の技術的範囲に含まれるものである。またその特性を更に良好にするという観点からして、P、PおよびOについて、下記の様に抑制する事が良い。【0029】S : 0.05%以下 (0%を含まない)  
Sは本発明の高強度ボルトには、不可避的に不純物が含まれることになるが、それらは本発明の効果を損なわぬ程度で容認される。【0030】O : 0.05%以下 (0%を含む)  
Oは粒界脆化を起こして、耐錆性を劣化させる元素である。そこでP含有量を0.3%以下とすることにより、耐錆性の向上が図られる。尚P含有量は、0.015%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。【0031】O : 0.05%以下 (0%を含む)  
Oは常に鋼では鋼にほとんど固溶せず、優質の酸化物系介在物として存在し、伸縮時にカーピー-脱線を引き起こす原因となる。従つて、O含有量は極少なくてすべきである。尚O含有量は、0.003%以下に抑える必要がある。尚O含有量は、0.002%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.001%以下にする必要がある。

【0032】本発明で素材として用いる鋼材においては、圧延のままの段階までその強度限界は、横々な方法によってその組織を調整することができる。そのためには、0.05%を超えると窒化物系介在物が生成し、伸縮性が低下するので、0.05%以下にする必要がある。尚A1含有量の好ましい下限は0.2%が困難にたるので、強伸縮加工が必要となる。また強伸

つとして、まず上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、鋼材の圧延または熱間鍛造を行なった後、平均<sup>\*</sup>となる様に熱間鍛造または熱間圧延によって强度が8.0 MPa以上となる。

1.66 × (鉄量) -1.45 V<sub>2</sub> 2.8 ×

(0.032) この工程によって、通常の圧延材より均質なペーライト組織が得られ、申録前の強度上昇が図られる。圧延または鍛造終了後温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なペーライト組織を得られなくなる。この温度の好ましい範囲は8.50～9.50°C。10程度であり、更に好ましくは8.50～9.00°C程度である。

(0.038) 上記で冷却した後は、均質なペーライト組織を得るという観点から、その温度(5.20～7.50°Cの温度:徐冷開始温度)から1.0°C/秒以下の平均冷却速度で冷却(徐冷)しつつ200秒以上保持する必要がある。このときの平均冷却速度が1.0°C/秒よりも遅くなったり、保持時間が200秒未満になると、バーライト組織に変態する前に放冷され、ペイナイトやマルテンサイトが生成し易くなる。

(0.034) また本発明で用いる高強度鋼材は、上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、この鋼材を8.0°C以上に加热後、5.20～6.50°C温度まで急冷し、その温度で恒温保持(ペーティング処理)する方法によっても、通常の圧延材より均質なペーライト組織が得られ、申録前の強度上昇が図られる。

(0.035) この方法において、鋼材が加热温度の規定範囲は、上記圧延または鍛造終了温度と同じ理由で8.00°C以上とする必要がある。またこの加熱温度の好ましい範囲は、上記と同様である。ペーティング処理は、ソルトバス、鉛、流動剤等を利⽤し、加熱した鋼材をできだけ速い冷却速度で急冷することが望ましい。また均質なペーライト組織を得るには、5.20～6.50°Cで恒温保持せることが必要である。この恒温保持の好ましい温度範囲は、5.50～6.00°Cであり、骨も好み恒温保持温度はTTT曲線のペーライトノーズ付近の温度である。

(0.036) 一方、鋼材の圧延または鍛造終了後温度が8.0°C以上となる様に熱間圧延または熱間鍛造した後、5.50°C/秒以上の平均冷却速度で5.20～7.50°Cの平均冷却し、その温度から1.0°C/秒以下の平均冷却速度で200秒以上保持し、引き続き放冷することによっても、通常の圧延材より均質なペーライト組織を得られ、申録前の強度上昇が図られる。こうした方法を採用するときの各工程における作用は下記の通りである。

(0.037) まず圧延または鍛造終了後温度の規定範囲については、上記鋼材加熱温度と同様の理由で8.0°C以上とする必要がある。またこの温度の好ましい範囲は、上記と同様である。熱間圧延または熱間鍛造する場合に熱間圧延または熱間鍛造した後、平均冷却速度が約9.3°C/秒になると、冷却中にフェライト変態を引き起こす可能性があり、できるだけ速い冷却速度で冷却する。

\*冷却速度V(°C/秒)が下記(1)を満足する様にして4.00°Cまで連続冷却し、引き続き放冷する方法が華けられる。

(1)

(0.032) この工程によって、通常の圧延材より均質なペーライト組織が得られ、申録前の強度上昇が図られる。圧延または鍛造終了後温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なペーライト組織を得られなくなる。この温度の好ましい範囲は8.50～9.50°C。10程度であり、更に好ましくは8.50～9.00°C程度である。

(0.038) 上記で冷却した後は、均質なペーライト組織を得るという観点から、その温度(5.20～7.50°Cの温度:徐冷開始温度)から1.0°C/秒以下の平均冷却速度で冷却(徐冷)しつつ200秒以上保持する必要がある。このときの平均冷却速度が1.0°C/秒よりも遅くなったり、保持時間が200秒未満になると、バーライト組織に変態する前に放冷され、ペイナイトやマルテンサイトが生成し易くなる。

(0.034) また本発明で用いる高強度鋼材は、上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、この鋼材を8.0°C以上に加热後、5.20～6.50°C温度まで急冷し、その温度で恒温保持(ペーティング処理)する方法によっても、通常の圧延材より均質なペーライト組織が得られ、申録前の強度上昇が図られる。

(0.035) この方法において、鋼材が加热温度の規定範囲は、上記圧延または鍛造終了温度と同じ理由で8.00°C以上とする必要がある。またこの加熱温度の好ましい範囲は、上記と同様である。ペーティング処理は、ソルトバス、鉛、流動剤等を利⽤し、加熱した鋼材をできだけ速い冷却速度で急冷することが望ましい。また均質なペーライト組織を得るには、5.20～6.50°Cで恒温保持せすることが必要である。この恒温保持の好ましい温度範囲は、5.50～6.00°Cであり、骨も好み恒温保持温度はTTT曲線のペーライトノーズ付近の温度である。

(0.036) 一方、鋼材の圧延または鍛造終了後温度が8.0°C以上となる様に熱間圧延または熱間鍛造した後、5.50°C/秒以上の平均冷却速度で5.20～7.50°Cの平均冷却し、その温度から1.0°C/秒以下の平均冷却速度で200秒以上保持し、引き続き放冷することによっても、通常の圧延材より均質なペーライト組織を得られ、申録前の強度上昇が図られる。こうした方法を採用するときの各工程における作用は下記の通りである。

供試鋼	化学成分(質量%)								その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
B	0.60	0.45	0.50	0.07	0.03	0.028	0.005	0.0005	
C	0.45	0.91	0.49	0.066	0.003	0.032	0.004	0.0008	
D	0.98	0.50	0.48	0.008	0.003	0.031	0.004	0.0007	
E	1.30	0.90	0.53	0.005	0.003	0.031	0.005	0.0007	
F	0.65	1.38	0.52	0.007	0.003	0.028	0.005	0.0007	
G	0.90	2.23	0.50	0.008	0.003	0.033	0.005	0.0008	
H	0.88	0.83	0.10	0.005	0.003	0.031	0.006	0.0025	
I	0.87	0.45	1.22	0.006	0.002	0.030	0.006	0.0005	Cr0.32
J	0.95	0.51	0.49	0.007	0.003	0.031	0.005	0.0008	Cr0.49
K	0.95	0.80	0.35	0.005	0.003	0.030	0.009	0.0007	Cr0.49
L	0.34	0.19	0.70	0.016	0.009	0.033	0.003	0.0009	[Cr0.35 Mo 0.19]

(0.043) 供られた各種鋼材を用い、図1に示すM8\*粗織の面積率を求めた。尚、ペーライト組織と区別がつきにくい、ペイナイト組織や初折フェライト組織について(図2(前面代用鏡像鏡写真)に示す複雑な組織)をベイナイト組織と判断した。これらの組織を考慮をして切削試験を行なった。この傾向を切削フェライトと判別した。旧オーステナイト組織粒界に沿って斜状に折出し、マルテンサイトは塊状に折出していた。

(0.045) 各種材の組織を平均冷却速度と共に下記表を行なった。連れ破壊試験は、ボルトを試料中に差し直後(1.5%HCl)×3分)、水洗・乾燥して大気中で応力負荷(負荷応力は引張り強さの9.0%)し、1.100時間後の破断の有無で評価した。また初折フェライトと切削セメントタイトまたはペイナイト、マルテンサイトまたはペーライト組織の分類を下記の方法で行ない、各組織の面積率を求めた。このとき出数のため、一部のものについて(図3(前面代用鏡像鏡写真))は、尚平均冷却速度の適正な範囲共に下記表3に夫々示す。尚平均冷却速度の適正な範囲が1.4mmの[前記(1)式]を満足する範囲)は、螺栓が1.4mmのときに4.1.25V≤7.16(°C/秒)、螺栓が1.1mmのときに5.7.85V≤1.0.0.3(°C/秒)、螺栓が8mmのときに9.0.35V≤1.5.67(°C/秒)である。

(0.046) 各種材の組織を平均冷却速度と共に下記表を行なった。このとき出数のため、一部のものについては、燃れ・焼夷を行って100%焼き尽しマルテンサイト組織にしたものについても連れ破壊試験を行なった(後記表2のN.0.1.3)。

(0.044) (各組織の分類方法) 鋼材の横断面を埋め込み、研磨後、5%のピクリン酸アルコール液に1.5～3.0秒間没入して舗膜させた後、走査型電子顕微鏡(SEM)によってD/4(Dは直径)部を組織観察し、1.000～3.000倍で5～10视野撮影し、ペーライト組織部分を観定した後、画像解析装置によつて各\*た。1.000～3.000倍で5～10视野撮影し、ペーライト組織部分を観定した後、画像解析装置によつて各\*た。

(0.047) 下記表1に示す化学成分組成を有する供試鋼を用い、螺栓: 8～1.4mmφまで圧延終了温度が約9.3°Cにならぬ間に熱間圧延した後、平均冷却速度を4.2～1.2.4°C/秒(下記表2)の範囲として衝風冷却した。その後、螺栓: 7.0.6mmまで伸録した(伸録率: 2.2～7.5%)。

[表3]

[0.046]

[表1]

[0.042]

[0.042]

[表1]

供試鋼 No.	供試鋼 面積率(%)								微 観 察 部 分 面 積 (%)	微 観 察 部 分 面 積 (%)	微 観 察 部 分 面 積 (%)	微 観 察 部 分 面 積 (%)	微 観 察 部 分 面 積 (%)	微 観 察 部 分 面 積 (%)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O						
1	C	28	0	0	0	14	12	72	4.2	比載例				
2	C	0	0	0	0	0	0	0	72	比載例				
3	B	17	0	0	0	0	0	0	83	実施例				
4	C	10	0	0	0	0	0	0	90	実施例				
5	C	8	0	0	0	0	0	0	92	実施例				
6	C	4	0	0	0	0	0	0	98	実施例				
7	D	2	7	0	0	0	0	0	91	実施例				
8	E	0	35	0	0	0	0	0	65	比較例				
9	F	6	0	0	0	0	0	0	94	実施例				
10	G	0	4	6	0	0	0	0	91	実施例				
11	H	10	0	0	0	0	0	0	90	実施例				
12	I	0	2	11	0	0	0	0	64	実施例				
13	J	0	5	9	0	0	0	0	98	実施例				
14	K	0	0	0	0	0	0	0	95	実施例				
15	L	800°C×30分-00.400°C×90分-WC(100%焼痕)スルジササハ	-	-	-	-	-	-	-	比較例				

試験 No.	初期直径 (mm)	初期強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終経度 (mm)	伸び率 (%)	伸縮率 (%)	伸び性 能	連れ縫合性 能
1	11.0	982	7.06	1352	59	良好	x	比較弱
2	11.0	1210	7.06	1580	59	良好	x	比較弱
3	14.0	821	7.06	1224	75	良好	○	実施例
4	14.0	1128	7.06	1698	75	良好	○	実施例
5	11.0	1177	7.06	1546	59	良好	○	実施例
6	8.0	1216	7.06	1320	22	良好	○	実施例
7	11.0	1227	7.06	1653	59	良好	○	実施例
8	11.0	1714	7.06	断線で伸びできず	断線	-	比較弱	比較弱
9	11.0	1289	7.06	1669	59	良好	○	実施例
10	11.0	1662	7.06	断線で伸びできず	断線	-	比較弱	比較弱
11	11.0	1097	7.06	断線で伸びできず	断線	-	比較弱	比較弱
12	11.0	1365	7.06	断線で伸びできず	断線	-	比較弱	比較弱
13	11.0	1196	7.06	1610	59	良好	○	実施例
14	11.0	1331	7.06	1744	59	良好	○	実施例
15	11.0	-	7.06	1318	59	-	x	比較弱

[0048] 実施例2  
前記表1に示した供試鋼Cを用い、線径：1.1mmφまで圧延して熱間圧延した後で圧延終了温度が約930℃になる様に熱間圧延した後急冷し、下記表4に示す条件下にて、パンチティング処理 [表4]  
(加熱温度：7.50～9.35℃、恒温変態：4.95～6.6℃)

試験 No.	初期強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最高保持強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終経度 (mm)	伸び率 (%)	伸縮率 (%)	伸び性 能	連れ縫合性 能	備考
16	930	660	2	0	0	0	0	0	98
17	760	560	36	0	0	0	0	0	64
18	935	665	24	0	0	0	0	0	78
19	935	495	0	0	0	0	0	0	67

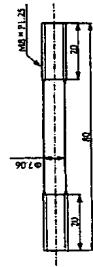
[0050] 得られた各種鋼材を用い、前記図1に示したM8×P1.2.5のスタッフボルトを用い、引張り強度が1.20N/mm<sup>2</sup>以上である。各鋼材の組織を前記表4に併記すると共に、連れ縫合試験結果を伸縮率

試験 No.	初期直径 (mm)	初期強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最高保持強度 (N/mm <sup>2</sup> )	最終強度 (N/mm <sup>2</sup> )	伸び率 (%)	伸縮率 (%)	伸び性 能	連れ縫合性 能	備考
16	11.0	1275	7.06	1645	59	良好	○	実施例	
17	11.0	1177	7.06	1546	59	良好	x	比較弱	
18	11.0	1226	7.06	1695	59	良好	x	比較弱	
19	11.0	1322	7.06	断線で伸びできず	断線	-	比較弱	比較弱	

[0052] 実施例3  
前記表1に示した供試鋼Cを用い、下記表6に示す圧延条件にて熱間圧延した。その後、40°Cまで熱間圧延した。その後、40°Cまで熱間圧延した。

[0053] [表6]

[図1]



[図2]



[図3]



## フロントページの続き

(72)発明者 並村 裕一  
神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 萩木 伸彦  
神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸  
製鋼所神戸製鉄所内

(72)発明者 横井 浩一  
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会  
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 家口 浩  
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会  
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内